第 51 卷 第 10 期 2015 年 10 月 第1179-1190页
金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.10 Oct. 2015 pp.1179-1190

高温合金叶片单晶凝固技术的新发展*

马德新 [1,2)]

1) 东方汽轮机有限公司材料研究中心, 德阳 618000

2) 长寿命高温材料国家重点实验室, 德阳 618000

摘 要 分析了高温合金叶片复杂部位的凝固过程, 提出了单晶组织的三维生长机制和精确制导的新理念. 通过展示一系列的新发明, 如导热体引晶技术、平行式加热和冷却定向凝固设备、对叶片不同部位分别进行定点冷却和定点加热的复合控制引晶技术、薄壳降升法制造单晶叶片技术等, 显示了高温合金叶片单晶凝固技术发展的新思路和新举措. 这些新理念的提出和新发明的实施, 将有助于高温合金单晶叶片这种高精产品的制造方式实现从粗放式到精细式的根本转变.

关键词 高温合金, 定向凝固, 单晶, 涡轮叶片

中图法分类号 TG132 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)10-1179-12

DEVELOPMENT OF SINGLE CRYSTAL SOLIDIFICATION TECHNOLOGY FOR PRODUCTION OF SUPERALLOY TURBINE BLADES

MA Dexin [1,2)]

1) Material R&D Center, Dongfang Turbine Co., LTD, Deyang 618000

2) State Key Laboratory of Long-Life High Temperature Materials, Deyang 618000

Correspondent: MA Dexin, special invited expert, Tel: (0838)2685986, E-mail: madx@mail.dfstw.com

Manuscript received 2015-07-10, in revised form 2015-09-01

ABSTRACT Based on the analysis of solidification processing in complex turbine blades, a new idea of 3-dimensional and precise control of single crystal (SC) growth was proposed. A series of new techniques were presented, exhibiting the new development in the production of SC blades of superalloys. The heat conductor (HC) technique was developed to minimize the hot barrier effect which hindered the lateral SC growth. This method promotes the successful transition of SC growth from the blade body into the platform extremity prior to the nucleation of stray grains. To achieve symmetric thermal conditions for solidifying the SC blades, the PHC (parallel heating and cooling) system has been employed. With this technique, both sides of a shell mold can be both symmetrically heated in the heating zone as well as cooled in the cooling zone. The negative shadow effect in the current Bridgman process and the related defects are hence removed. With the H&D (dipping and heaving) technique using thin shell, the main problems of the Bridgman process, such as the ineffective radiative heat exchange and the large thermal resistance in thick ceramic molds, can be effectively resolved. This technique enables the establishment of a high temperature gradient at solidification front. By combining targeted cooling and heating technique, a 3-dimensional control of SC growth in large components can be achieved.

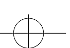
KEY WORDS superalloy, directional solidification, single crystal, turbine blade

航空发动机和地面燃气轮机被誉为现代工业的“皇冠”, 是国家综合实力的重要标志之一. 其中, 高温叶片是最重要的核心热端部件, 起着将燃气的燃烧能转化为机械能的关键作用. 燃机功率的不断提高, 是靠提高透平进气温度来实现的, 需要采用承温能力愈来愈高的先进叶片. 除了高温条件, 热端叶片的工作环境还处在高压、高负荷、高震动、高

收到初稿日期: 2015-07-10, 收到修改稿日期: 2015-09-01

作者简介: 马德新, 男, 1955年生, 特聘专家

DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00380

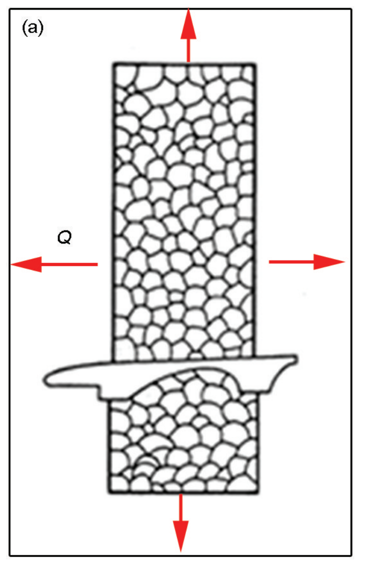


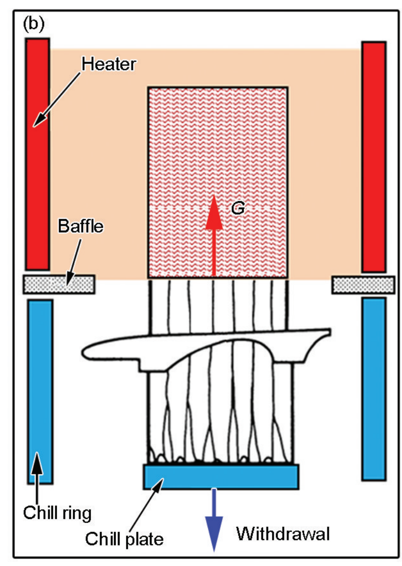
腐蚀的极端状态, 因而要求叶片具有极高的综合性能, 这就需要叶片采用特殊的合金材料(高温合金), 利用特殊的制造工艺(精密铸造加定向凝固)制成特殊的基体组织(单晶组织), 才能最大可能地满足需要. 目前, 单晶叶片不仅早已安装在所有先进航空发动机上, 也越来也多地用在了重型燃气轮机上.

早期用精密铸造工艺制成的高温合金叶片为等轴晶组织, 组织基体被杂乱无序的晶界切割, 这些晶界在高温工况下为薄弱部位, 使叶片性能被严重减弱. 定向柱晶叶片[1]消除了与主应力轴垂直的横向晶界, 性能大大提高. 而单晶叶片的组织中消除了所有的晶界, 使叶片高温性能实现了最佳化. 世界上到目前为止一直在用传统的Bridgman方式生产高温合金定向或单晶叶片[2], 其特点是将浇注后的模壳从炉子的热区穿过辐射挡板进入冷区. 这种凝固技术具有设备结构简单、工艺稳定可靠等优点, 已经相当成熟, 特别适合航空发动机叶片等小型铸件[3]. 但是这种工艺和设备的缺点也很明显, 如辐射传热效率太低、热区与冷区之间不能有效隔热等, 这对于小型铸件问题尚不严重, 但对于重型燃机叶片, 由于铸件尺寸大, 模壳厚, 使得散热尤其困难, 凝固过程漫长而复杂, 难以得到有效控制. 利用液态金属冷却(liquid metal cooling, LMC)法[4,5]用液体对流散热来替代原来的辐射散热, 虽然从总体上能提高铸件冷却速率, 但并不能满足铸件各处对凝固条件的不同需求, 所以LMC法的研发主要应用于大型叶片的定向凝固而不是单晶制备. 虽然用Bridgman方式生产大尺寸单晶叶片非常困难, 成品率很低, 但却不得不继续沿用, 因为目前仍未找到更好的替代方法. 本文的目的是结合作者在这方面的工作, 探讨单晶凝固技术发展的新思路和新措施, 以寻求单晶高温合金叶片特别是大型叶片制造技术的新突破.

1 单晶叶片的凝固过程

图1简示了高温合金叶片各种组织的形成原理. 在普通的精密铸造过程中, 将合金熔体浇注入型壳后任其自由冷却, 热量 Q 向各个方向散去, 铸件各部位几乎同时进行凝固, 就会形成晶向各异的多晶即等轴晶组织(图1a). 若将型壳安装在激冷板上, 升入炉中加热区内预热, 使壳内温度超过合金熔点, 再浇入过热的合金熔体, 并将型壳以一定速度抽拉下降, 通过挡热板进入冷却区, 就实现了铸件的从下至上的定向冷却和定向凝固, 形成了柱状的多晶组织(图1b), 这种工艺和相应设备即是所谓的 Bridgman 式或快速凝固法(high rate solidification, HRS)[2]. 若在定向凝固的起始端之上增加几何选晶结构, 如螺旋式选晶器(图1c), 使柱晶向上生长时经过一段狭窄弯曲的通道后, 只有一个晶粒能够长出并扩展到铸件的顶部, 就会形成所谓的单晶组织, 这仍属于定向凝固, 但是组织由多晶变为只有一个晶粒. 一般认为, 凝固界面垂直方向上的温度梯度 G 是定向和单晶凝固的最重要参数, 必须尽量提高, 以避免凝固界面前的液体中出现热温过冷, 保证柱晶或单晶以一定的速率顺利向上生长.





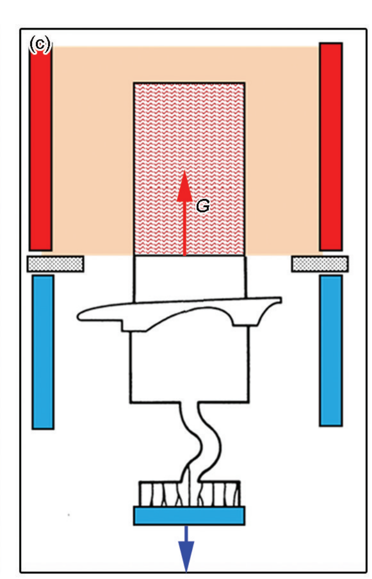


图1 涡轮叶片3种典型晶粒组织的形成原理

Fig.1 Formation principle of three typical grain structures in turbine blade (Q—heat flow, G—temperature gradient)

(a) equiaxed crystal (EQ) (b) directionally solidified crystal (DS) (c) single crystal (SC)

单晶叶片制造的关键是避免杂晶缺陷的产生,保证单晶组织的完整性. 在叶片的叶身部分(图2a下部), 形状比较简单, 可认为凝固过程基本是一维即垂直向上的. 但是在缘板部位, 铸件横截面会突然出现大幅度的扩张. 此处的单晶生长, 呈现出复杂的三维生长模式. 图2a显示了一个典型叶片靠近缘板处的形状. 由于缘板是倾斜面, 各个边角从低到高的顺序为C, B, A (相对高度分别为0, 2和5 mm). 角A最高, 但紧靠排气边, 离叶身最近, 而其它的边角都离叶身很远. 当定向凝固过程中叶片向下降落时, 缘板各角由低到高按C-B-A的顺序冷却, 先后产生过冷区并向周围扩展(图2b). 缘板与叶身的转接区由于散热条件极差, 此区的熔体会较长时间保持过热状态, 形成一个几乎闭合的热障区(除了A点外), 阻挡了叶身的单晶直接向邻近的缘板横向扩展, 使缘板边角处的金属液温度持续下降. 如果各区过冷度没有超过合金的过冷能力即临界形核过冷度[6], 就会继续保持液体状态, 直到处于热障区开口处的最高点A冷却到熔点以下, 叶身排气边的纵向枝晶的二次臂通过这个开口长入A处. 然后以横向枝晶的模式沿缘板边沿迅速向B点再向C点长去(图1c), 这时的凝固顺序为A-B-C, 这与各点的冷却顺序正好相反. 而从纵向上来看, 凝固过程从最高点A向最低点C推进, 这与叶片总体的从下到上的凝固方向相反. 总之, 缘板的横向枝晶先沿着最冷的外边缘生长, 再从四周向中间的叶身部位扩展, 最后与叶身长出的纵向枝晶汇合. 缘板与叶身的转接区由于散热条件最差成为热障区, 成为缘板平面上最后凝固的部位. 在这个复杂的三维枝晶生长过程中, 经常出现凝固界面前沿的液体为过冷状态、温度梯度为负的状况, 极易产生杂晶等缺陷.

上述关于缘板部位凝固过程的描述已在多次实验中得到充分证实, 例如图3显示了一只高温合金CMSX-6的单晶空心叶片的缘板横截面的枝晶组织. 截面上的枝晶组织可分为3个区域, 分别为中间的叶身纵向枝晶区, 周围的缘板横向枝晶区和处于2者之间的过渡枝晶区(与热障区重合). 其中叶身中的纵向枝晶为垂直生长, 枝晶干即一次臂轴向可记为[001]晶向. 近似于水平的叶身截面呈现多个十字形交叉, 显示每个柱状枝晶的横向二维生长的二次臂, 轴向可分别表示为[100]和[010]. 如同绝大多数单晶定向凝固工艺一样, 本实验采用的是螺旋式选晶方式, 因而只能保证单晶的[001]晶向即一次晶向基本垂直. 但在横向上的单晶晶向, 即[100]和 [010]晶向, 却是随机和不可控制的.

通过对图3的仔细观察和分析可确认, 叶身中的枝晶生长在排气边处进入缘板的A角, 因为此处的热障非常小. 此后的缘板凝固过程可大概分为3个阶段: 第一阶段是由A点起始, 沿最冷的外边缘经B点向C点快速推进(图3中下面和左面粗箭头所指). 由于速度快的原因枝晶组织非常细密, 特别是在边角之处如B和C点, 由于液体过冷很大, 以致于枝晶过细难于分辨. 第二阶段是从缘板边缘向中心叶身的横向扩展. 在此过程中由于液体过冷逐渐减小, 枝晶组织变得越来越粗大. 凝固最后阶段发生在缘板与叶身的转接区即由于散热条件最差而形成的热障区, 四周向内长来的横向枝晶与叶身纵向枝晶的缓慢外扩在此区汇合, 成为2种枝晶的过渡区.

以上描述了缘板中凝固过程的宏观顺序, 这是由缘板中的热温条件所决定的. 但凝固过程中枝晶的微观生长方向却主要由晶体的晶向决定. 例如在第一阶段的缘板边缘快速凝固过程中, 由于晶体在横向上的优先生长晶向[100]和 [010]是随机形成, 不可能与缘板边缘走向一致, 这决定了枝晶臂的生长方向与缘边走向呈一定夹角, 需要不断进行调整. 例如在图3所示的沿边缘A到B的凝固过程中, 枝晶主要按[100]晶向生长, 因其与边缘的夹角小于

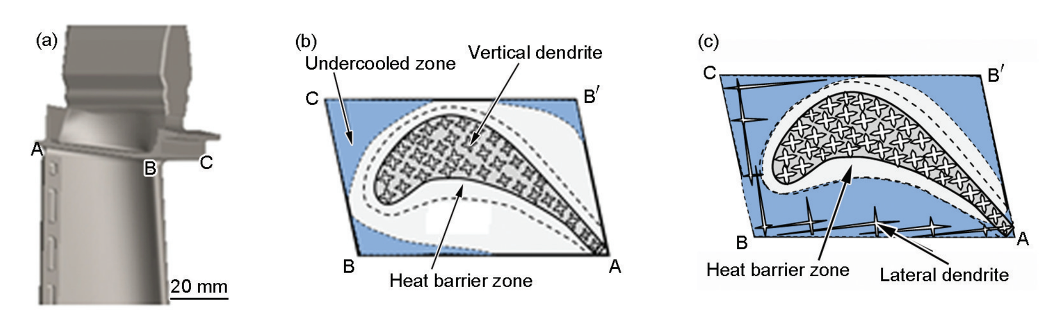


图2 典型叶片形状和缘板过冷顺序(C-B-A)及单晶凝固路径(A-B-C)示意图

Fig.2 Typical blade geometry (a), schematic illustration of undercooling sequence (b) and SC solidification path in a platform (c)

45°. 但枝晶仅沿[100]晶向生长就会向斜上方偏离而离开缘板边缘, 所以会马上在 [010]的反向上生出新的枝晶臂, 向斜下方长向边缘. 这样, 微观上高次枝晶臂在[100]和[010]晶向上不断交替生成和生长, 保证了这一阶段的宏观凝固过程始终沿缘板边缘向前推进.

需要指出的是, 图 3 显示的叶片所用合金是 CMSX-6, 具有超过 40 ℃的过冷能力. 当缘板边角处形成十几度的过冷时, 由于没有超过合金的临界形核过冷度, 所以合金熔体仍能继续保持液体状态而不发生新晶粒的结晶. 直到单晶生长从叶身排气边处扩展进入缘板中, 激发当地的熔体按照给定的晶向进行单晶体的外延生长, 避免了杂晶的产生. 而有的合金过冷能力很小, 很容易被熔体的实际过冷超过而发生新晶粒的形核和长大. 图 4 为另一种合金的实心叶片的横截面宏观组织, 显示了缘板表面上的三个边角区域的杂晶晶粒. 这是因为所用合金在模壳中的过冷能力即临界形核过冷度很小, 经测量只有约 9 ℃. 而在生产过程中缘板边角部位熔体的实际过冷往往会超过这个临界值, 从而导致新晶粒的形核和生长, 形成图 4 所示的杂晶缺陷.

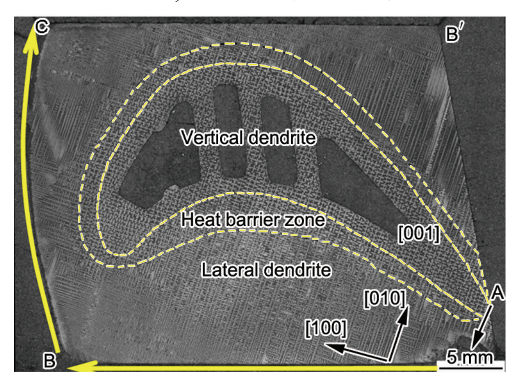


图 3 高温合金CMSX-6单晶叶片缘板横截面的枝晶组织

Fig.3 Transverse section of a CMSX-6 blade platform showing the lateral growth of SC dendrite

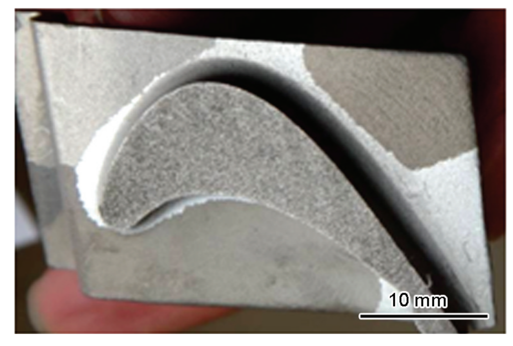


图 4 一种低过冷能力合金的叶片缘板的宏观组织

Fig.4 Macromorphology of turbine blade of a superalloy having low undercoolability showing stray grains on the platform

2 现有设备条件下的改进措施

如上所述, 在叶片的单晶定向凝固过程中, 叶身与缘板的转接区由于铸件壁厚和热含量的增大, 更由于模壳的大幅增厚和散热条件的恶化, 此处会形成热障区, 阻碍叶身的单晶向缘板部位横向扩展, 使缘板边角产生杂晶的形核和长大. 下面介绍避免缘板处杂晶产生的 2 种措施, 即引晶条技术和导热体技术.

2.1 引晶条技术

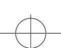
利用引晶条技术[7], 可使下端从选晶器长出的单晶经过旁侧添加的引晶条绕过热障区长入缘板边角(图 5). 这种方法比较简单实用, 只需在组装蜡模时粘上引晶蜡条并在事后将铸件相应部分切除.

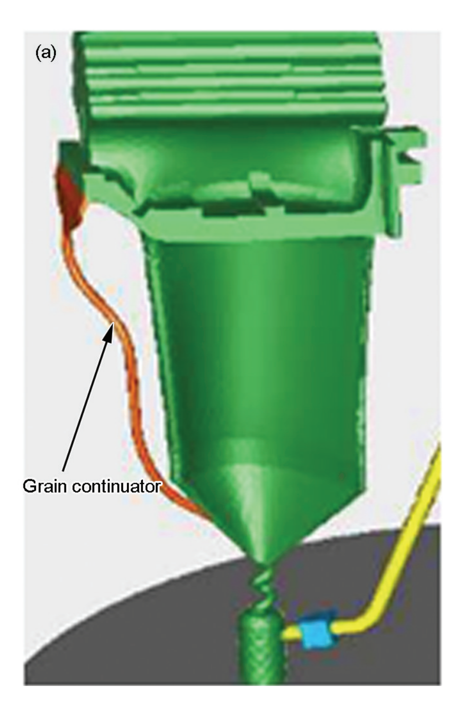
枝晶在液固两相共存的糊状区生长时, 本身强度还很低, 在本身收缩应力及各种外力的作用下不可避免地会发生塑性变形, 导致枝晶的偏离或扭转, 最后形成小角度晶界[8~11]. 特别是在糊状区液体对流比较严重时, 枝晶甚至会被折断, 形成雀斑缺陷[12,13]. 当枝晶生长发生分支或汇合时, 或者凝固条件发生变化时都易形成小角度晶界. 特别是当温度梯度变低时, 糊状区变得更宽, 对流更严重, 而枝晶更细长, 强度更低, 枝晶的偏转更严重[14,15]. 另外, 由于微观生长条件的复杂性, 这种枝晶晶向的偏离行为具有一定的随机偶然性, 即使在基本相同的宏观凝固条件下, 枝晶最终偏离的方向和程度也不会相同. 在使用引晶条技术时, 虽然枝晶束生长的起点都来自同一单晶体, 但引晶条完全独立于叶身之外, 生长条件非常不同. 相对于叶身比较竖直的走向和比较稳定的凝固条件, 引晶条走向比较偏斜, 枝晶生长经历了更多的分支和汇合, 而且凝固条件不稳定, 因而会产生与叶身枝晶的不同的晶向偏离. 最后当来自引晶条与来自叶身的枝晶束在缘板相遇时, 小角度晶界的产生不可避免(图 5b). 只是由于相互间晶向差别的大小具有偶然性, 所以在进行金相观察时, 晶界的明显程度也不尽相同.

另外, 引晶条要在浇注后用机械加工的方式切割掉. 因此, 在被设计为非加工面的叶片部位, 不能应用引晶条技术.

2.2 导热体技术

前述的引晶条技术的原理是引导单晶绕过热障区长入缘板边缘, 而本文作者发明的导热体技术则是通过消除热障区来减少杂晶缺陷[16~20]. 如图 6a 和 b 所示, 在制备陶瓷模壳的过程中, 在缘板与叶身的转接区插入石墨导热体, 并使其外端露在模壳之





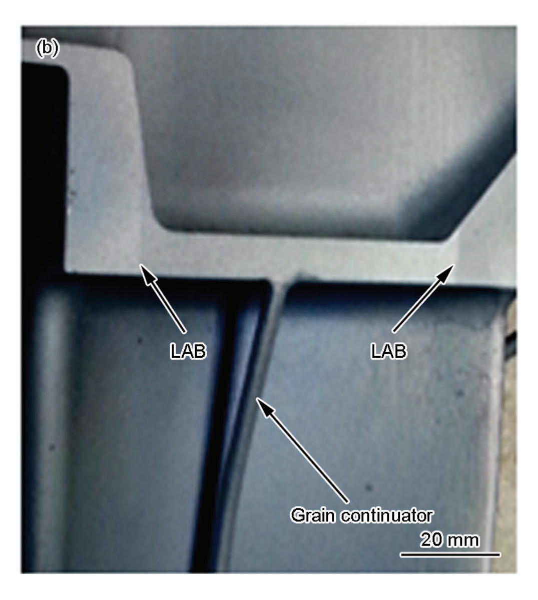
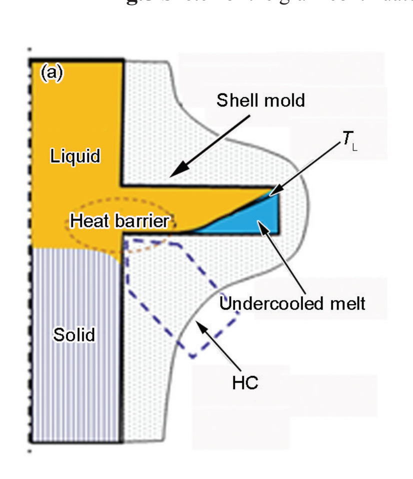
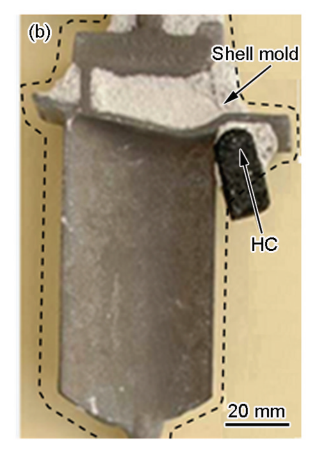


图 5 引晶条技术示意图和应用时引起的叶片中小角度晶界

Fig.5 Sketch of the grain continuator method (a) and a produced blade with low angle boundaries (LABs) (b)





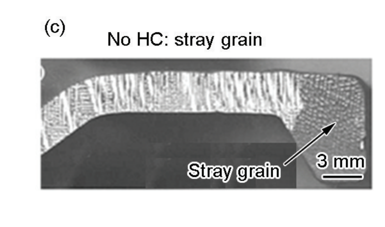


图 6 导热体技术原理、应用实例及效果对比

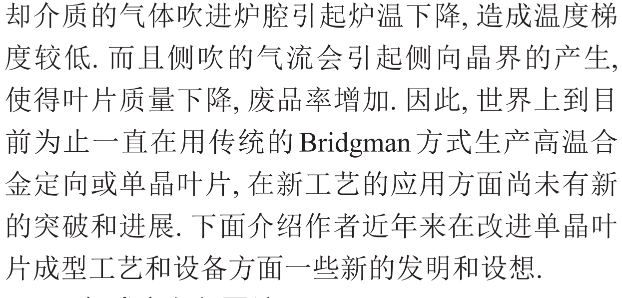
Fig.6 Principle of heat conductor (HC) technique (a), application of HC in a turbine blade (b) and the structure improvement compared to conventionally produced blade (c) (T_L—liquidus isotherm)

外. 由于石墨与陶瓷相比具有极好的热传导能力和热辐射系数, 凝固过程中能将导热体内端处的热量迅速传出, 并向周围辐射. 这样就大大减弱或基本消除了原来因冷却太慢形成的热障, 引导叶身的单晶迅速向外横向扩展, 提前长入缘板的边角处, 避免此处熔体形成时间太长和幅度太大的过冷而导致杂晶生成(图 6c). 对一组典型叶片的实验结果显示, 应用此技术可使叶片的单晶合格率从 38%提高到 100%[19]. 这种方法虽然比引晶条技术略复杂, 但单晶质量好, 没有那种不同枝晶汇合时形成的小角度晶界. 且不需切割, 不论相应部位是否为非加工面, 都可应用.

需要指出的是, 定向凝固炉的炉腔中存在着严重不均匀的三维温度场分布. 因此可将叶片在炉腔空间中的组装排列方式进行相应优化, 再加上其它措施, 使得凝固顺序与冷却顺序尽量一致, 控制单晶生长按照设计的路径进行, 能够获得良好效果. 例如图 7 显示了制成的净重 6 kg 的一种重型燃机的大型单晶空心叶片. 即使缘板特别宽大的导向叶片, 缘板部位与薄壁的叶身截面差别极大, 但通过严格控制凝固顺序, 也能有效防止杂晶形成, 成功制成单晶产品.

3 新型工艺与设备的发明

一般认为, 用Bridgman方式生产定向或单晶叶片的缺点是冷却太慢, 温度梯度太低, 造成叶片的铸造质量不高而且生产周期太长. 多年来人们一直致力于对传统Bridgman工艺上的改进, 其中2种最著名的方法为LMC[4,5]与气体冷却 (gas cooling casting, GCC)[21~23]. 这2种方法分别以液体和气体的对流散热来替代原来的辐射散热, 虽然从总体上能提高铸件冷却速度, 却更加剧了铸件各处散热的不均匀性. 例如缘板外角处由于型壳较薄, 外廓凸出, 本来就比叶身与缘板的转接区部位冷却更快而易出杂晶. 在搅拌的液体或喷射的气体中, 缘板外角这种最外突的部位受到的冲刷最激烈, 冷却过快的问题更加严重. 而且LMC法设备复杂, 成本很高, 操作困难, 虽然已经有几十年的研发历史, 但至今未得到工业化的推广应用. 使用GCC法时, 则因作为冷却介质的气体吹进炉腔引起炉温下降, 造成温度梯度较低. 而且侧吹的气流会引起侧向晶界的产生, 使得叶片质量下降, 废品率增加. 因此, 世界上到目前为止一直在用传统的Bridgman方式生产高温合金定向或单晶叶片, 在新工艺的应用方面尚未有新的突破和进展. 下面介绍作者近年来在改进单晶叶片成型工艺和设备方面一些新的发明和设想.



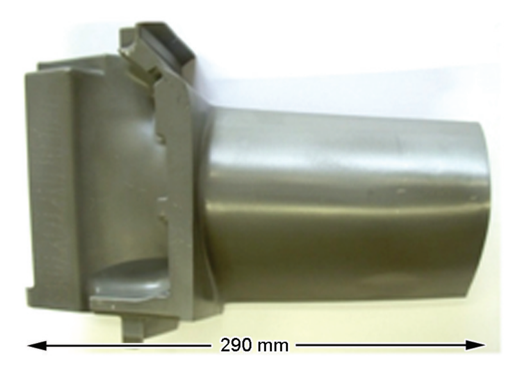
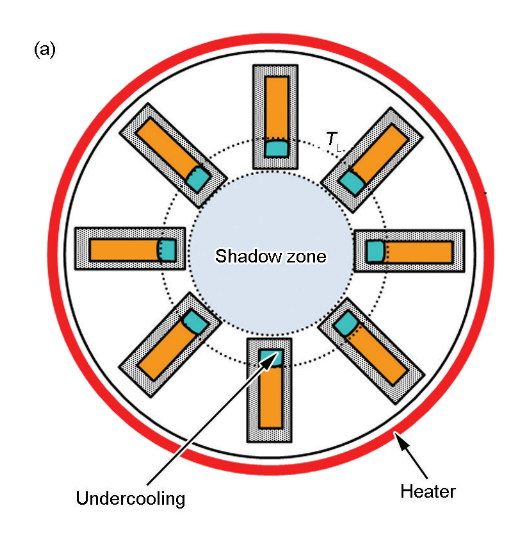


图7 用于重型燃机的空心单晶叶片铸件

Fig.7 Single crystal blade used for power station gas turbine

3.1 平行式定向凝固炉

现在世界通用的制造单晶叶片的定向凝固炉, 其加热器均为圆桶形, 通过向内的径向辐射加热以环状方式排列的模壳及里边的金属液体(图8). 在叶片生产过程中, 当模壳下降到挡热板下的冷区时, 通过向外对圆环型冷却器辐射散热, 使金属液体凝固成型. 这种炉体结构造成了每个叶片2侧的受热及冷却的严重不对称. 每个叶片模壳的朝外一侧(简称阳面)在加热区中直接面对加热器, 受到有效的辐射加热; 降到冷却区时则直接面对冷却器, 因而能有效辐射散热. 这样就造成较高的温度梯度和冷速, 并形成较窄的糊状区, 为单晶生长创造了有利条件. 而在叶片朝内的一侧(简称阴面)则相反, 在炉中因背对加热器不能直接辐射受热, 使环状排列模壳的中心形成温度较低的筒形阴影区. 特别是当模壳下降到接近炉腔底部时, 由于阴影区内没有挡热板, 热量散失加快且得不到加热器的有效补充, 使得本来就偏低的阴影区温度变得比阳面更低. 而降到了冷却区后由于背对冷却器不能很好冷却, 原来的阴影区变成了相对封闭的缓冷区, 因而冷速和温度梯度明显偏低, 结果是形成凹形的凝固界面和很



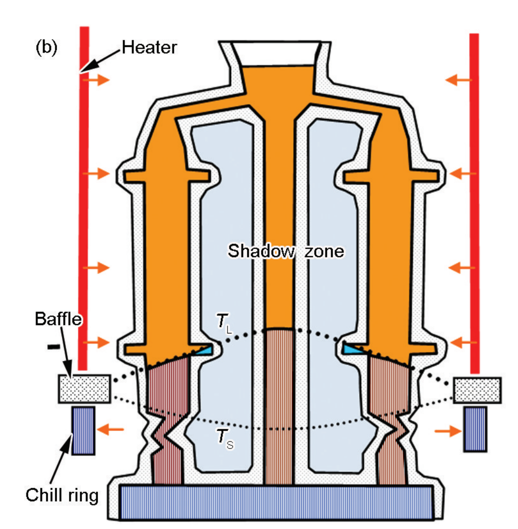


图8 传统桶式Bridgman炉的俯视和侧视示意图

Fig.8 Sketchs of the cylindrical Bridgman furnace currently used for manufacturing SC blades (T_S—solidus isotherm, arrows indicate heat radiation)

(a) top view (b) side view

宽的糊状区, 凝固条件非常恶劣, 以至于铸造缺陷如杂晶和雀斑基本都产生在铸件在阴影区的一侧, 这种现象被称之为阴影效应[24~26]. 需要指出的是, 随着叶片尺寸包括宽度的增加, 叶片内外侧之间凝固条件的差别由于距离的增大而增大, 因而阴影效应更加严重.

基于上述分析, 作者认为在用普通的Bridgman方式生产高温合金定向或单晶叶片时, 最重要的问题还不是从总体上全面改善冷却条件, 而是要解决铸件各部位间特别是内侧与外侧间热温条件的严重不均的现象, 也就是阴影区既不能有效受热也不能有效散热的问题. 如上所述, 叶片的外侧(阳侧)由于在热区和冷区分别面对加热器和冷却器, 加热和冷却凝固条件都很好, 很少产生铸造缺陷. 只要使叶片2侧都得到阳面的条件, 则阴影效应及引起的一系列缺陷就会得到消除.

为解决上述问题, 作者发明了一种新型的炉体结构(图9). 与现在世界上通用的定向凝固炉(图8)相比, 它的加热器和冷却器不再是圆桶形, 而是呈平板式平行排列. 图9显示的是这种新型炉体的一种双排式结构, 实际上可以根据需要做成简单的单排, 也可增加到三排或更多, 以提高生产效率. 挡热板形状也由原先的圆环状变成了长方形. 每排模壳串中的叶片不再为环状排列, 而是成单排式, 与平板状的加热器和冷却器相平行. 这样, 每个叶片两侧都成了阳面, 得到对称而相同的加热和冷却. 由于阴影区的消失, 阴影效应及其所带来的危害得到消除. 在利用单排式的样炉进行的前期实验中, 杂晶和雀斑缺陷分别减少80%和100%.

除了能显著改善炉中热温条件的不均匀性和改善叶片铸造质量, 新炉体的另一特点是结构比旧炉更加紧凑和合理. 一般来说, 为了提高生产率, 炉子要尽量做大, 以使每炉浇铸更多数量的叶片. 在普通定向凝固炉中, 叶片沿加热桶内侧呈环状排列. 在保持叶片间距的条件下, 炉腔的截面积与加热桶周长的平方成正比, 也与叶片数的平方成正比. 例如说, 要使每炉叶片的浇注数量增加一倍, 就要使炉腔的截面积增加3倍. 而且加热桶直径越大, 其环状模壳中心的阴影区就越大. 这不但浪费了炉腔空间, 更使加热区和冷却区之间的贯通面积随加, 大大损害了两区之间的隔热, 恶化了定向凝固的条件,这就是为什么用大炉子浇注叶片数量多的模壳时, 铸件质量会严重下降, 废品率大大增加. 而在图9所示的新型平行排列式新炉体中, 炉腔的截面积与加热板长度成正比, 即与叶片数成正比关系, 而不是像传统炉中那样成平方关系, 从而大大节省了炉子容积. 而且叶片数量的增加并不会使冷热区之间的隔热状况变坏, 因为原来炉中环状模壳中心的阴影区已不存在, 更不会随叶片数量增加而增大. 这就保证了在扩大炉体容积提高浇注数量的同时, 并不会降低铸件的质量, 这也是新型定向凝固炉相对于传统Bridgman式炉的另一大优点.

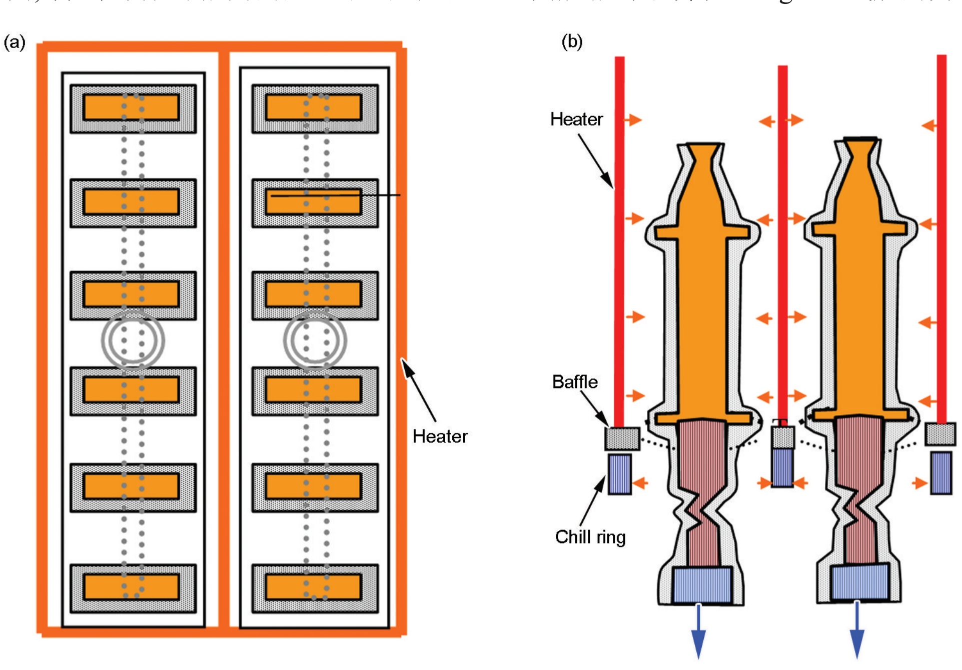


图9 新型平行式定向凝固炉的俯视和侧视示意图

Fig.9 Sketchs of the new furnace with parallel heating and cooling (PHC) system (Arrows indicate heat radiation)

(a) top view　(b) side view

3.2 复合控制引晶技术(定点冷却+定点加热)

如前所述, 具有复杂形状的涡轮叶片, 特别是大尺寸的重型燃机叶片, 其单晶凝固是一个复杂的三维生长过程, 因而需要对叶片中单晶生长的路径进行合理的设计和控制. 铸件不同部位需要不同的冷却条件. 有的部位如叶身与缘板的转接区需要早冷快冷, 而有的部位如缘板边角则需要晚冷慢冷, 以造成理想的凝固顺序, 使单晶生长顺利扩展到叶片的每个部位. 但实际上的情况并不如此, 而是恰恰相反. 这就需要采取人为的措施进行改变.

以图 10 为例, 在叶身与缘板转接区会形成热障, 阻碍单晶凝固向缘板横向扩展. 因此需要对此处进行强制冷却, 如用 Ga-In 金属液进行定点喷冷或接触式传导散热. Ga-In 合金熔点很低, 在室温下为液体状态, 是一种良好的冷却介质. 但由于价格比较昂贵, 不能用在前述的 LMC 工艺中, 因设备需要用数百公斤甚至数吨的冷却金属液做成熔池, 只能将较廉价的 Sn 或 Al 熔化后保温, 在熔融状态下使用. 这就需要采用特殊的加热和保温装置, 造成工艺的复杂化. 而本工艺中定点喷冷或定点接触式散热所需的金属液量很少, 因而可以方便地使用 Ga-In 合金而不会增加很大成本.

在定向凝固过程中, 铸件的散热主要受 2 个环节的控制. 一是热量穿过导热性很差的模壳到达外表面, 再就是热量从模壳外表面散向周围环境. 在叶身与缘板转接区模壳最厚, 热阻很大, 因而模壳内部的传热成了主要控制环节. 此时仅仅对模壳外表面进行强制冷却效果不会很好. 如前所述, 利用热导体技术可使铸件的热量通过导热性极好的石墨迅速传出, 能够使局部冷却得到明显强化. 若再结合定点喷冷或接触式散热等强制冷却措施, 使热量更快从外表面散走, 则可达到最佳的定点冷却效果.

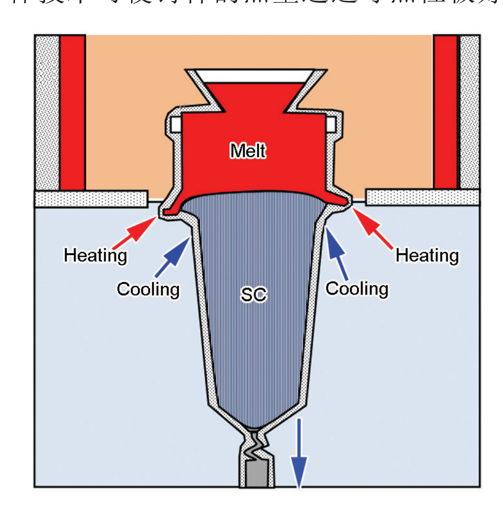


图 10 结合定点冷却和定点加热的复合控制引晶技术示意图

Fig.10 Sketch of combination of targeted cooling and heating technique to precisely control SC solidification

缘板外角部位模壳薄, 辐射条件又好, 导致散热太快, 引起合金熔体过冷的产生和杂晶的形成. 为了防止缘板边角太早和太快冷却, 作者曾进行过局部增厚模壳和包裹陶瓷棉的实验, 但由于缘板边角属于薄壁部分, 热含量很小, 上述 2 种保温措施的效果都不明显. 还尝试了在缘板上表面的模壳中插入石墨以导入热量进行保温[16,17], 但这并不能防止缘板边角向下的快速散热及引起的过冷. 而激光加热具有其他方法所不具备的优点. 一是激光本身是高效和可控的热源, 二是从下方加热, 加热点正是原来散热最快、过冷最大的缘板下沿, 可使其定时保持过热状态, 不至过早凝固而形成杂晶. 而且可以通过对加热功率和加热区域的动态调整, 来控制液固界面的三维定向移动, 并保持液固前沿的局部温度梯度始终为正, 实现冷却方向与凝固方向的一致, 精确引导单晶按设定的方向和路径生长至铸件各个端点.

即使在截面形状变化不大的叶身部位, 总体凝固过程虽以垂直方向为主, 但各点的凝固条件也相差很大. 如在排气边和进气边处, 特别是前者, 铸件和模壳的壁厚很小, 散热很快; 而在叶身中部, 模壳和铸件的壁厚要比排气边处分别高出几倍和十几倍, 冷却明显缓慢, 因而凝固界面的推进迟滞很多. 结果是凝固界面在叶身的两个边缘处上扬, 而在中心厚大处下凹, 形成侧向的温度梯度和凝固过程. 若在叶身中心厚大部位实行定点强制散热, 在 2 个边缘特别是进气边进行定点加热, 则有助于建立平直的凝固界面, 实现叶身部位单向的垂直定向凝固. 因此, 定点冷却和定点加热的复合控制技术可以用在叶片凝固过程的任何阶段, 以在相应部位建立单晶生长的最佳条件.

以上描述了复合控制技术的原理和实施设想, 下一步将进行实验室和工业性的实验, 最终的目的是使单晶叶片的凝固过程控制实现从从宏观到微观、从一维到三维、从粗放式到精细式的根本转变.

3.3 薄壳降升法加复合引晶技术

上述的复合控制引晶技术结合了定点冷却和定点加热的方法, 对控制大型单晶叶片的三维凝固创造了非常有利的条件, 但是其效果会受到现有 Bridgman 式定向凝固工艺和设备的固有缺点的限制. 一是大叶片的陶瓷模壳很厚, 热阻很大, 特别是

在叶身与缘板转接处, 这使定点强制冷却的作用大打折扣. 虽然可结合利用热导体法, 但会增加工艺的复杂性, 而且不是叶片的所有部位都适用热导体法. 二是叶片的外轮廓尺寸沿高度方向变化很大, 而挡热板由于内轮廓形状固定, 所以两者之间的间隙在定向凝固过程中会发生很大变化, 有时甚至形成几乎贯通的状态, 造成不良且多变的凝固条件, 大大增加了对叶片凝固过程进行精确控制的难度.

为了解决Bridgman式定向凝固工艺中传热效率太低和冷却与加热两区之间不能有效隔热的问题, 作者发明了薄壳降升工艺[27,28], 其原理如图11所示. 先将模壳穿过柔性隔热层降入坩埚内的合金熔池, 金属液从下部充入模壳. 入口处用同种合金做成堵片, 用于防止隔热层材料的进入. 将充型后的模壳提拉上升, 实现合金的自上而下的单晶定向凝固. 用惰性气体对浮出的模壳吹冷可加强散热, 进一步提高铸件的冷却速度和凝固前沿的温度梯度. 制备单晶组织可以用图11中所示的籽晶法, 也可利用几何结构如缩颈式或螺旋式选晶法, 如图12和13所示.

与传统的Bridgman式相比, 这种新工艺具有很多优点, 比较重要的有以下几条:

(1) 由于模壳内外液体压力互相抵消, 模壳没有被胀破的危险, 因而可以做得很薄. 实际上的模壳仅约1 mm厚, 远远小于普通工艺所需的约6 mm左右的平均模壳厚度. 这不仅减少了制壳的成本, 更为重要的是明显降低了模壳的热阻, 大大提高了铸件的散热能力和凝固过程的可控性.

(2) 熔池液面上是浮动柔性隔热层, 在模壳上下移动时能将熔体无缝隙紧密覆盖, 不仅减少热量损失, 更是大幅度提高了铸件凝固界面的温度梯度. 隔热层材料可以用空心陶瓷小球, 但最好用液态熔渣, 它不但有更好的流动性, 而且能对合金熔体起净化作用.

(3) 模壳在热区受到熔液的传导加热, 在冷区受到气体的对流散热, 传热效率要明显高于传统Bridgman式中的辐射传热.

(4) 在传统的Bridgman式定向凝固中, 枝晶向上生长, 溶质偏析的结果会导致糊状区液体产生上重下轻的密度反差, 引发液体的强烈对流和雀斑缺陷的生成[12,13]. 而在新工艺中枝晶向下生长, 糊状区液体的密度分布是上轻下重, 反而有利于液体的稳定, 避免了对流的产生, 从而彻底消除了雀斑缺陷生成的根源, 解决了高温合金大型单晶叶片铸造质量控制的一个大难题.

图12a展示了正在空气氛围中进行的制造Al合金单晶叶片的实验, 用于检验这种工艺的可行性. 图12b是正在除壳中的叶片, 从残壳断面可见模壳壁非常薄, 如同蛋壳一般. 图12c显示了叶片的宏观和微观单晶组织, 可见枝晶组织非常细密. 经测量,

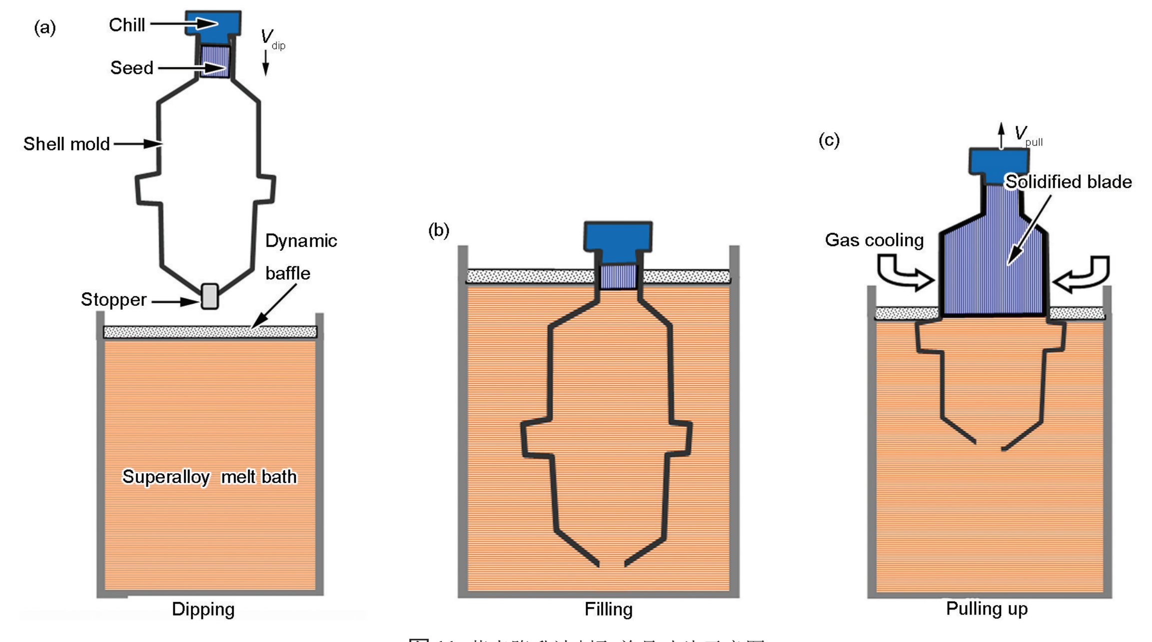
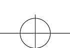


图11 薄壳降升法制取单晶叶片示意图

Fig.11 Schematic of the dipping and heaving (D&H) process using thin shell (V_{dip}—dipping velocity, V_{pull}—pulling velocity)
(a) dipping the shell mold into the melt bath
(b) mold filling
(c) pulling up the mold to perform a downward solidification



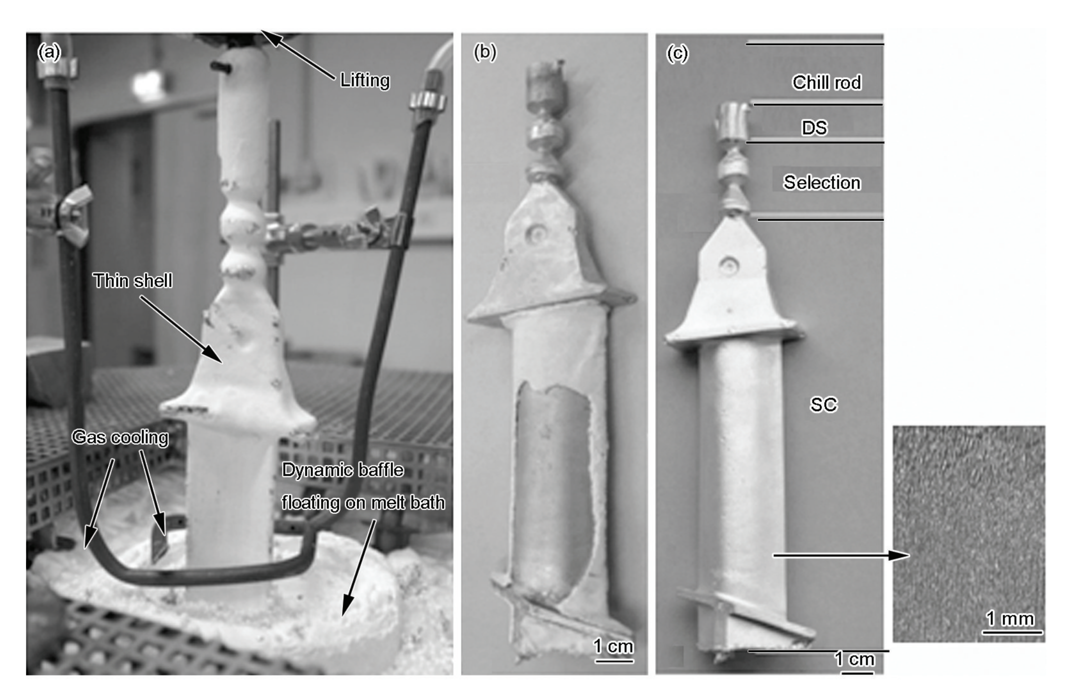


图12 空气中用薄壳降升法制取Al单晶叶片的实验、带残壳的叶片和腐蚀后的叶片单晶组织

Fig.12 D&H experiment using thin shell to manufacture SC blade of Al alloy in the air (a), as-cast blade with residual shell (b) and macro- and microstructure (right corner) of the SC blade (c)

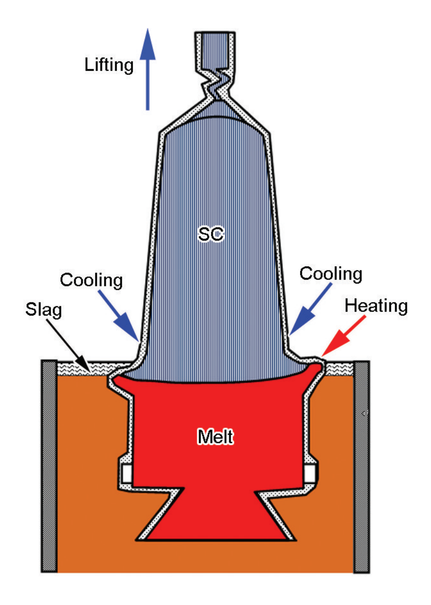


图13 薄壳降升法与复合控制法结合示意图

Fig.13 Schematic of D&H process combined with targeted cooling and heating technique

凝固过程中的温度梯度比传统的Bridgman工艺要高出约一个数量级, 说明新工艺对凝固条件的改善非常明显.

用薄壳降升法制取高温合金单晶叶片需要在真空条件下进行. 图14a是改装的真空炉中相应装置的示意图, 图14b和c显示了用合金CMSX-4制取的小型单晶叶片的表面和横截面. 由于良好的凝固条件, 同样可得到非常细密的枝晶组织. 这些实验结果证明了新工艺的可行性, 今后将逐渐开展中型和大型叶片的生产实验工作.

上述薄壳降升法解决了普通定向凝固工艺中的辐射传热效率太低、模壳太厚热阻太大、冷热区不能有效隔热等几大基本问题. 制造单晶叶片时, 模壳从过热合金熔体中穿过熔渣覆盖层上升到冷却区, 先后经历了理想的受热、隔热和散热过程, 总体上具备了优良和稳定的凝固条件, 为进一步实行大型叶片的单晶生长的三维精确引导打下了良好基础. 由于新工艺的特点, 操作空间更加开放, 更容易应用定点冷却和定点加热技术进行复合引晶(图13). 特别是在缘板处, 对热障部位可很方便地用液态或气态的Ar或He通过滴注或喷雾进行定点冷却. 作为冷却介质用过的Ar或He可作为保护气体停留在冷区, 不会像GCC法那样进入炉腔造成热区温度下降, 也不会引起其它不良影响. 而对缘板的边角也很容易从上面进行激光加热, 防止其过快冷却、过早凝固而形成杂晶. 由于模壳很薄且壁厚均匀, 不论进行强制冷却或加热都能得到迅速的响应和明显的效果, 从而使单晶的凝固过程得到更加有效和精确的控制. 总之, 这种薄壳降升法加上复合控制技术, 基本消除了现有Bridgman式定向凝固工艺和设备的所有缺点, 极有可能成为制造大型单晶叶片的最佳工艺. 对此需要进行进一步的研究开发, 以尽早实现工业化应用.

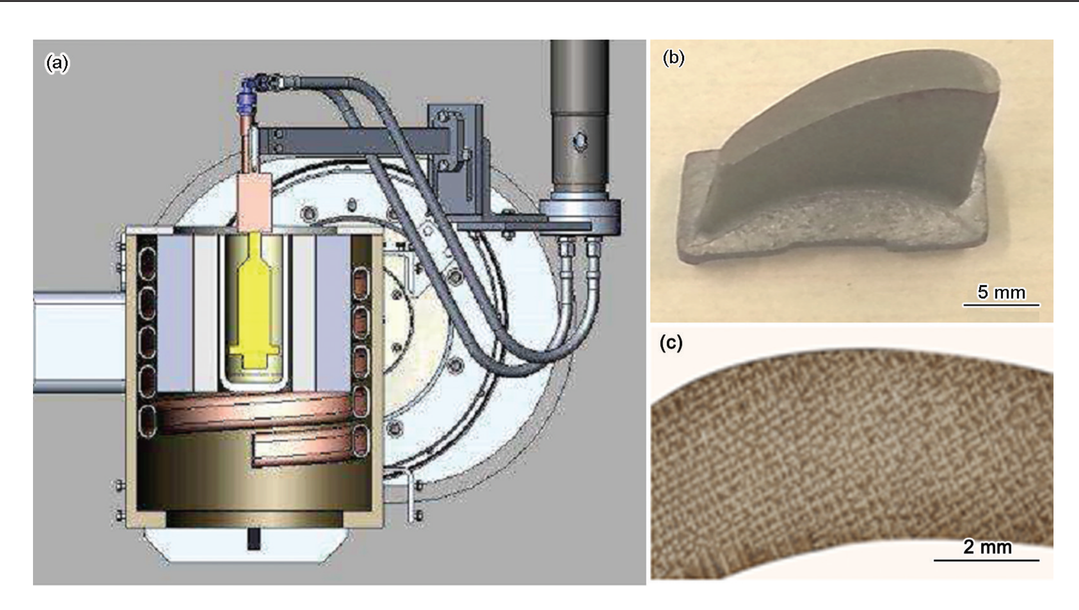


图14 真空中用薄壳降升法制取高温合金单晶叶片的实验装置图、制备的CMSX-4单晶小叶片和单晶叶片横截面组织

Fig.14 Setup for D&H process in vacuum (a), a produced SC blade of superalloy CMSX-4 (b) and transverse section of the SC blade showing the fine microstructure (c)

在前面讲述定向凝固原理时, 曾提到Bridgman工艺的一个特点是挡热板的应用. 挡热板与模壳之间的间隙应尽量减小, 以尽量将加热区与冷却区有效隔开, 使两区之间在此形成尽量大的温度落差, 同时迫使热区的热量尽量只通过铸件本身垂直向下传出, 以造成铸件中较高的温度梯度和水平的凝固界面. 但即使最简单的圆棒形状的铸件, 平面的凝固界面也难以实现. 若炉温较高, 合金熔点较低, 模壳较厚, 铸件抽拉速度较快, 凝固界面位置会处于挡热板之下, 由于侧向受冷而呈下凹形状. 反之, 凝固界面会上移到挡热板之上, 由于侧向受热呈上凸形状. 而对于形状复杂的真实铸件如涡轮叶片, 铸件中的传热和凝固更不是单向进行. 在截面形状变化不大的叶身部位, 凝固过程以垂直方向为主, 横向为辅, 形成纵向枝晶组织. 而在缘板部位的凝固过程则以横向为主, 形成横向枝晶组织, 如图2和3所示.

在Bridgman式凝固过程中, 叶身与缘板的转接区由于散热条件很差, 凝固一般延滞到挡热板之下才发生. 在应用复合控制引晶技术(图10)对此处采取定点喷冷等强制冷却措施时不会受到挡热板的防碍, 如同在典型的LMC与GCC过程中那样. 对缘板边角下沿进行激光加热是从下方或斜下方进行, 即使缘板还没有降到挡热板之下, 由于定型挡热板的内廓要大于铸件模壳最大外廓, 所以并不会对激光束造成遮挡.

在应用薄壳降升工艺(图13)时, 由于模壳与柔性隔热层之间是无间隙接触, 铸件只有浮出隔热层才能有效散热并凝固, 所以强制冷却和加热一般在隔热层之上进行, 不会受到隔热层的防碍. 即使缘板还没有浮出隔热层, 也可用定点加热或冷却隔热层的方法, 实现对下面的缘板相应部位的间接加热或冷却. 总之, 不论是在现有Bridgman式还是在新型的薄壳降升法条件下, 应用定点喷冷和定点激光加热的复合方法来进行单晶生长的精确控制都不会受到定型挡热板或柔性隔热层的防碍.

4 结论

(1) 分析了单晶叶片复杂部位的凝固过程, 揭示了缘板部位凝固顺序与冷却顺序相反现象的原因, 突破传统的一维定向凝固概念, 提出了单晶组织的三维生长机制和精确制导的新理念, 并发明了一系列相应的新技术, 探讨了其有效性和可行性

(2) 利用导热体引晶法来消除叶身与缘板转接区的热障, 引导单晶迅速向缘板横向扩展, 避免外角产生杂晶. 用长方平行式的加热器和冷却器来代替现用的圆桶式定向凝固炉, 使直列的模壳两侧能对称受热和散热, 消除阴影效应及相应缺陷.

(3) 通过对大型叶片不同部位的定点冷却和定点加热进行复合控制, 精确引导单晶按设定的方向和路径生长. 在薄壳降升法中应用复合控制技术, 可使叶片中单晶生长得到更加精确的控制. 这些新理念的提出和新发明的实施, 将有利于高温合金单

晶叶片这种高精产品的制造方式实现从粗放式到精细式的根本转变.

参考文献

[1] Versnyder F I, Shank M E. *Mater Sci Eng*, 1970; A6: 213

[2] Ericson J S, Owczarski W A, Curran P M. *Met Prog*, 1971; 109(3): 58

[3] Liu L. *Foundry*, 2012; 61: 1273
(刘 林. 铸造, 2012; 61: 1273)

[4] Fitzgerald T J, Singer R F, Krug P. *Eur Pat, EP0775030*, 1997

[5] Elliott A F, Tin S, King W T, Huang S C, Gigliotti M F X, Pollock T M. *Metall Mater Trans*, 2004; 35A: 3221

[6] Ma D, Wu Q, Bührig-Polaczek A. *Adv Mater Res*, 2011; 278: 417

[7] Meyerter V M, Dedecke D, Paul U, Sahm P R. In: Kissinger R D, Deye D J, Anton D L, Getel A D, Nathal M V, Pollock T M eds., *Superalloys 1996*, Warrendale: TMS, 1996: 471

[8] Napolitano R E, Schaefer R J. *J Mater Sci*, 2000; 35: 1641

[9] Napolitano R E, Black D R. *J Mater Sci*, 2004; 39: 7009

[10] Newell M, Devendra K, Jennings P A, D′Souza N. *Mater Sci Eng*, 2005; A412: 307

[11] D′Souza N, Newell M, Devendra K, Jennings P A, Ardakani M G, Shollock B A. *Mater Sci Eng*, 2005; A413-414: 567

[12] Giamei A F, Kear B H. *Metall Trans*, 1970; 1: 2185

[13] Copley S M, Giamei A F, Johnson S M, Hornbecker M F. *Metall Trans*, 1970; 1: 2193

[14] Ma D. *Metall Mater Trans*, 2004; 35B: 735

[15] Ma D. *J Cryst Growth*, 2004; 260: 580

[16] Ma D, Bührig-Polaczek A. *German Patent, DE1020007014744*, 2008

[17] Ma D, Sahm P R, Bührig-Polaczek A. *Giesserei*, 2009; 96: 124

[18] Ma D, Bührig-Polaczek A. *Int J Mater Res*, 2009; 100: 1145

[19] Ma D, Bührig-Polaczek A. *Metall Mater Trans*, 2009; 40B: 738

[20] Ma D, Bührig-Polaczek A. *Int Foundry Res*, 2010; 62: 32

[21] Kats L, Konter M. Rösler J, Lubenets V P. *German Pat, DE19539770 A1*, 1995

[22] Kats L, Konter M. Rösler J, Lubenets V P. *US Pat, 5.921.310*, 1995

[23] Konter M, Kats E, Hofmann N. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, McLean M, Olson S L, Schirra J J eds., *Superalloys 2000*, Warrendale: TMS, 2000: 189

[24] Ma D, Wu Q, Bührig-Polaczek A. *Mater Sci Eng*, 2011; 27: 012037

[25] Ma D, Wu Q, Bührig-Polaczek A. *Metall Mater Trans*, 2012; 43B: 344

[26] Ma D, Bührig-Polaczek A. *Metall Mater Trans*, 2014; 45A: 1435

[27] Ma D, Lu H, Bührig-Polaczek A. *Mater Sci Eng*, 2011; 27: 012036

[28] Wang F, Ma D, Zhang J, Liu L, Hong J, Bogner S, Bührig-Polaczek A. *J Cryst Growth*, 2014; 389: 47

(责任编辑:罗艳芬)

